

Министерство образования и науки РФ

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

УДК 669.295

УТВЕРЖДАЮ
Проректор по науке
_____ Кружаев В.В.
« ____ » _____ 2013

ОТЧЕТ
О НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЕ

В рамках выполнения п.2.1.1.1 Плана реализации мероприятий Программы развития
УрФУ на 2013 год

ПО ТЕМЕ:

Влияние параметров термомеханической обработки на фазовый состав, структуру и
свойства титанового сплава ВТ16. Разработка режима НТМО прутковых полуфабрикатов

(Заключительный)

Договор возмездного оказания услуг (выполнения работ, на создание произведения)
№2.1.1.1/35

Зав.кафедрой

(подпись, дата)

Попов А.А

Научный руководитель

(подпись, дата)

Илларионов А.Г.

Исполнитель

(подпись, дата)

Степанов С.И.

Екатеринбург 2013

РЕФЕРАТ

1. *ФИО автора (ов):* Степанов Степан Игоревич
Stepanov Stepan Igorevich
2. *Аннотация:* Методами РЭМ, ПЭМ, РСФА, ДСК изучено влияние холодной деформации со степенями вытяжки от 0 до 45 % и последующего нагрева на 450, 500, 550 °С с выдержками 30, 90, 180 минут на фазовый состав, структуру и свойства высокопрочного титанового сплава VT16, закаленного с 850 °С.
Показано, что в ходе прокатки закаленного прутка протекает деформационно-индуцированное превращение $\alpha'' \rightarrow \alpha'$, которое практически завершается по достижении степени вытяжки 15%. Кроме того, при степени вытяжки 15% образуется незначительное количество фазы с ОЦК решеткой (β_a) с аномально высоким периодом, её объемная доля возрастает по мере увеличения степени деформации.
Abstract: By methods of SEM, TEM, XRD, STA the effect of cold deformation with degree from 0 up to 45% and subsequent heating at 450, 500, 550°C with holding time 30, 90, 180 minutes on phase composition, structure and properties of high strength titanium alloy VT16 quenched from 850 °C.
The possibility of strain induced $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ - transformation during rolling of quenched rod was shown to take place up to elongation degree 15%. In addition minor volume fraction of phase with BCC lattice with abnormally large spacing at elongation degree 15% is formed. It's volume fraction increases with the deformation degree increasing.
3. *Ключевые слова:* прутковые полуфабрикаты, холодная прокатка, деформационно индуцированное превращение, период решетки бета-фазы, мартенсит деформации.
Key words: rod semiproducts, cold rolling, strain induced phase transformation, beta phase lattice spacing, strain martensite
4. *Тема отчета:* Влияние параметров термомеханической обработки на фазовый состав, структуру и свойства титанового сплава VT16. Разработка режима НТМО прутковых полуфабрикатов.
Report topic: The effect of thermo-mechanical treatment on phase composition, structure and properties of titanium alloy VT16. Low-temperature thermomechanical treatment processing of rod semiproducts design.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ.....	4
ВВЕДЕНИЕ.....	5
ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ.....	6
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ, ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И КОМПЛЕКСА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ(СТАРЕНИИ).....	13
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	24
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	25

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ:

РЭМ – растровая электронная микроскопия

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия

РСФА – рентгеноструктурный фазовый анализ

ДСК – дифференциальная сканирующая калориметрия

УТО – упрочняющая термическая обработка

ТМО – термомеханическая обработка

ГПУ – гексагональная плотноупакованная

ОЦК – объёмцентрированная кристаллическая

ВВЕДЕНИЕ

Считается, что максимальный эффект упрочения при НТМО достигается для сплавов титана с $K_{\beta} \sim 1,1 \dots 1,4$, при этом не учитывается деформационная нестабильность фаз. В свою очередь сплавах с $K_{\beta} \sim 1$ при деформации могут протекать фазовые превращения II рода, которые могут вносить существенные изменения в комплекс физико-механических свойств сплава. Поэтому влиянию деформации на формирование структуры и фазового состава сплава BT16 и его аналогов посвящено много работ [1-4]. При этом в большинстве из них исследуется деформация сплава BT16, закаленного на метастабильную β -фазу [1,2], другая часть направлена на изучение процессов, происходящих при деформации сплава, закаленного из β -области на α'' -мартенсит [3]. В данной работе внимание уделено исследованию деформации прокаткой сплава BT16, закаленного от $T_3 = T_{\text{пп}} - 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ($850 \text{ }^{\circ}\text{C}$) на α'' -мартенсит, с минимальным количеством первичной α -фазы в структуре, которая сдерживает рост β -зерна во время выдержки при температуре закалки (как было показано в гл. 3) в соответствии с подходом, разработанным в [4]. А так же изучено влияние температурно-временных параметров отпуска (старения) на протекание процессов распада деформированного сплава и формирующегося при этом комплекса механических свойств.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

В качестве объекта исследования в данной главе использовали горячекатаные прутки из сплава ВТ16 диаметром 12 мм, химический состав которых несколько отличается от прутков, на которых проводилась предыдущая часть работы. В частности температура полиморфного превращения снижается с 870 °С до 860 °С. В связи с этим температура закалки составила 850 °С ($T_3 = T_{\text{пп}} - 10$ °С).

Холодная деформация прокаткой привела к изменению фазового состава сплава, который определяли методом РСФА. Дифрактограммы, полученные с закаленных и деформированных образцов, представлены на рис. 1. Дифрактограмма недеформированного закаленного образца имеет вид, типичный для орторомбической решетки α'' -мартенсита (рис. 1 а). Периоды решетки составили: $a = 0,299$ нм, $b = 0,4954$ нм, $c = 0,4651$ нм.

При прокатке с 9 % вытяжкой происходит существенное изменение вида дифрактограммы (рис. 1 б): наблюдается повышение интенсивности линий $(020)_{\alpha''}$ и $(021)_{\alpha''}$, при соответствующем ослаблении интенсивности линий $(111)_{\alpha''}$ и $(200)_{\alpha''}$, также более интенсивной становится линия $(002)_{\alpha''}$. Кроме изменения относительной интенсивности линий наблюдается также изменение их положения. Линии $(110)_{\alpha''} - (020)_{\alpha''}$ и $(111)_{\alpha''} - (021)_{\alpha''}$ начинают сливаться в одну линию, а именно: дальние линии (020) и $(021)_{\alpha''}$ смещаются в сторону меньших углов, а ближние линии $(110)_{\alpha''}$ и $(111)_{\alpha''}$ – в сторону больших углов.

Подобные изменения на дифрактограммах можно объяснить как особенностями деформированного состояния, так и развитием деформационно индуцированного $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ -превращения, что подтверждается литературными данными [5].

На дифрактограмме образца с 16 % вытяжкой представлено завершение процессов, происходящих во время прокатки с вытяжкой 9 %. Пара мартенситных линий $(110)_{\alpha''}$ и $(020)_{\alpha''}$ полностью трансформируются в одну линию, которую уже можно трактовать, как линию $(100)_{\alpha'}$ ГПУ мартенсита. Она смещена относительно линии $(002)_{\alpha''}$ в сторону меньших углов. Интенсивность линии (002) α'' -мартенсита резко уменьшается практически до нуля, что вполне логично при реализации деформационно - индуцированного $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ -превращения. В этом случае линия (002) α'' -мартенсита переходит в соответствующую линию (002) α' -мартенсита, имеющую близкие межплоскостные расстояния [6].

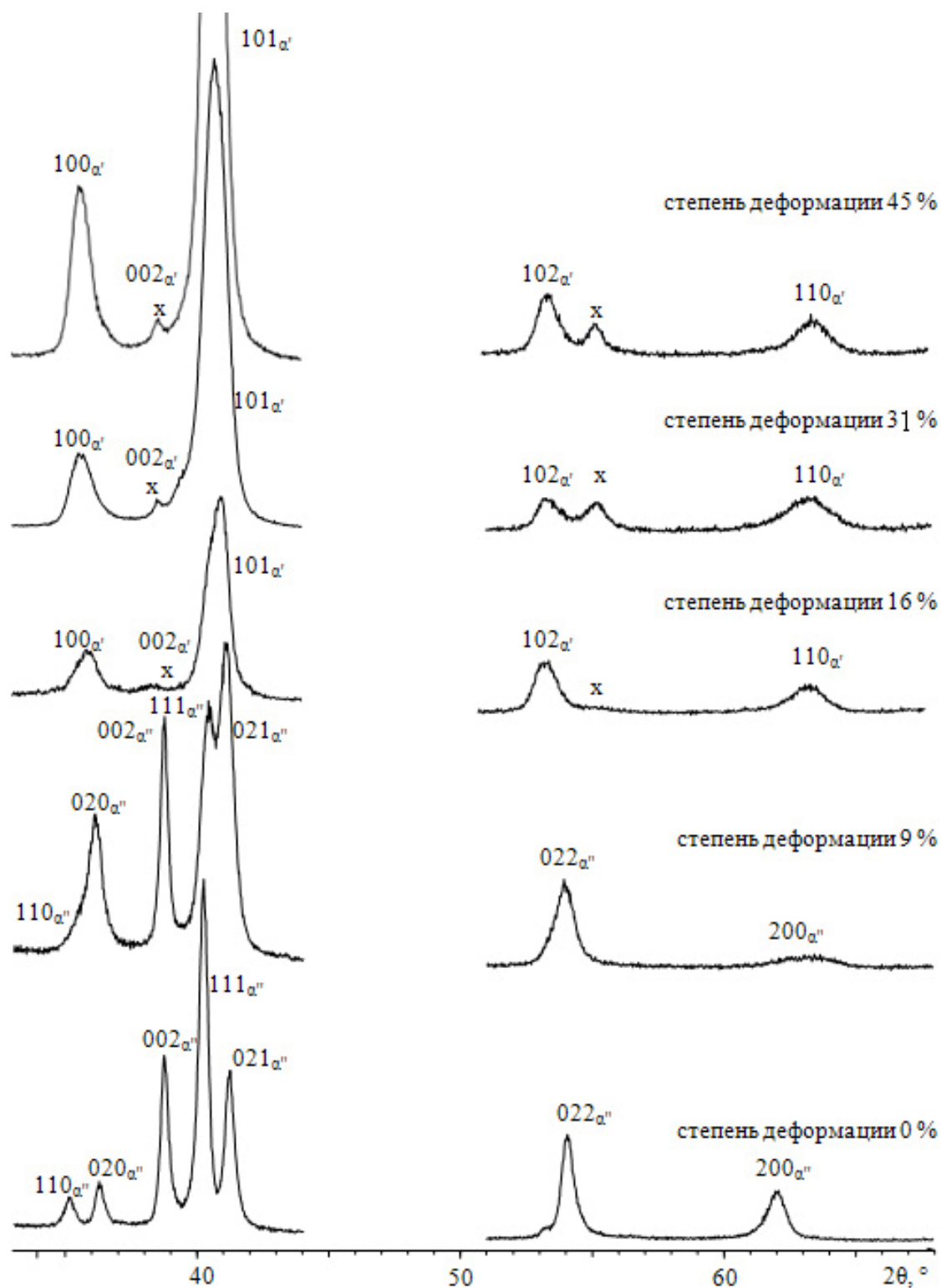


Рис. 1 Дифрактограмма закаленных деформированных образцов

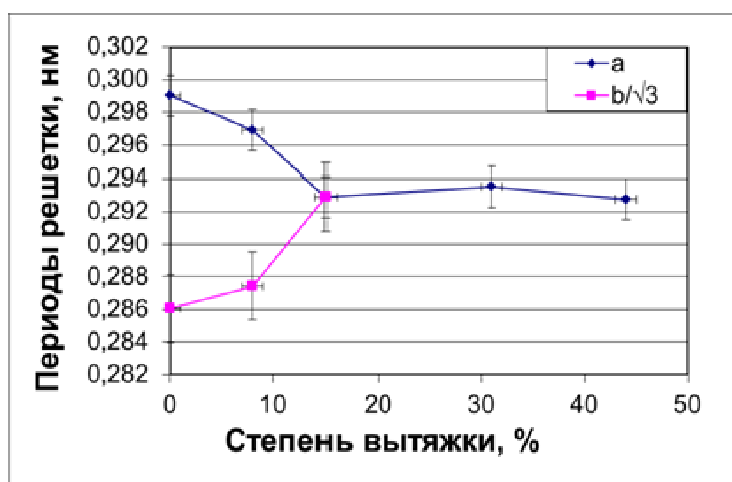
Но при холодной деформации прокаткой α' -мартенсит с ГПУ-решеткой имеет обычно текстуру поперечной призмы плоскость базиса (002) при съемке в НП в этом случае находится в неотражающем положении и соответственно должна иметь интенсивность близкую к нулю, что мы и фиксируем. Следует подчеркнуть, что при

реализации вытяжки на 16% была произведена кантовка прутка на 90% и соответственно изменено направление сжатия на 90% и в этом случае прокатка проходила с минимальной раздачей.

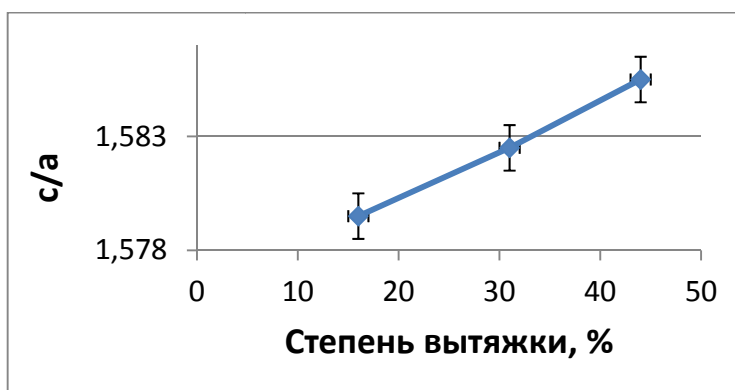
Также ликвидировался дублет $(111)_{\alpha''} - (021)_{\alpha''}$ с образованием линии $(101)_{\alpha'}$, характерной для ГПУ решетки. На меньших углах произошло смещение линии $(022)_{\alpha''}$ мартенсита в сторону больших углов до положения соответствующей линии $(102)_{\alpha'}$ ГПУ решетки. То же самое можно сказать о переходе линии $(200)_{\alpha''}$ в $(110)_{\alpha'}$ ГПУ. Таким образом, изменения положения линий на дифрактограмме соответствующей вытяжке 16% свидетельствуют о протекании $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ превращения, при этом период b увеличивается, период a – уменьшается, период c остается практически неизменным (рис. 2), что хорошо согласуется с литературными данными [7]. Полученное значение c/a для α' -мартенсита достаточно низкое и составляет 1,580, что отличается от обычных значений – 1,588. Причиной наблюдаемого отклонения, по-видимому, является повышенное содержание в мартенсите ванадия, сохранившееся от α'' -мартенсита, который, как известно уменьшает значение параметра c/a в α -фазе [8]. Кроме того, на дифрактограмме обнаружено наличие слабых линий в районе углов $2\theta \sim 38,5$ и $55,5^\circ$. По данным (РСФА) сложно определить какой фазе принадлежат данные линии, потому что наложение линий в снятом интервале углов затрудняет индентирование. На дифрактограмме (рис. 1) отражения не характерные для α' -мартенсита отмечены «х». По положению они близки к линиям β -фазы, но если индентировать линии, отмеченные «х» как линии $(110)_\beta$ и $(200)_\beta$, то ее период является аномально высок и составляет $>0,33$ нм. Ранее уже сообщалось о возможности образования β -фазы с аномально высоким периодом в сплаве ВТ3-1 при распаде α'' -мартенсита [9] и о фиксации больших значений периода a_β в сплаве ВТ16 [10] после закалки, но каких-либо объяснений наблюдаемых аномалий не было приведено. В данном случае мы считаем, что в нашем случае так же наблюдается образование именно аномального β -твердого раствора и в дальнейшем будут представлены дополнительные данные, свидетельствующие в пользу этого утверждения.

Увеличение степени вытяжки до 31 % и 45 % приводит к некоторому смещению линий ГПУ решетки, соответственно изменяются ее периоды. Периоды a и c сначала возрастают одновременно, затем значение a стабилизируется, а c продолжает увеличиваться. В итоге значения c/a приближаются к «нормальным» значениям. Обнаруженные ранее линии неизвестной фазы увеличивает свою интенсивность. Протекание этих процессов наглядно демонстрируют зависимости изменения периодов решетки α'' -мартенсита (рис. 2 а) и α' -мартенсита (рис. 2 б). Наблюдаемые изменения можно интерпретировать следующим образом. При протекании деформационно-

индуцированного $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ -превращения побочным продуктом может служить образование аномальной β_a -фазы в результате реакции $\alpha'' \rightarrow \alpha' + \beta_a$. Последнее возможно как результат аккомодации упругих напряжений, возникающих из-за несоответствия объемов α'' и α' -мартенситов. Расчеты показали, что объем решетки исходного α'' -мартенсита больше, чем объем решетки α' -мартенсита и при протекании $\alpha'' \rightarrow \alpha'$ -превращения должны возникать в не претерпевших превращение объемах α'' -мартенсита растягивающие напряжения, которые и могут вызвать его обратное превращение в аномальную β -фазы, имеющей среди этих фаз максимальный объем. При этом, на наш взгляд аномальная β_a -фаза может быть более богата по β -стабилизаторам, чем α' -мартенсит (образуется из более стабильных объемов α'' -мартенсита). Так как при более высоких деформациях ее образуется больше, то, вероятно, и легированность α' -мартенсита по β -стабилизаторам, в том числе по ванадию, оказывается меньше и это способствует росту параметра c/a .



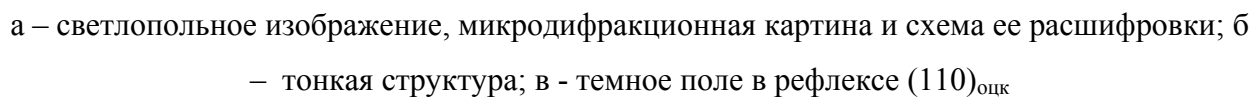
а



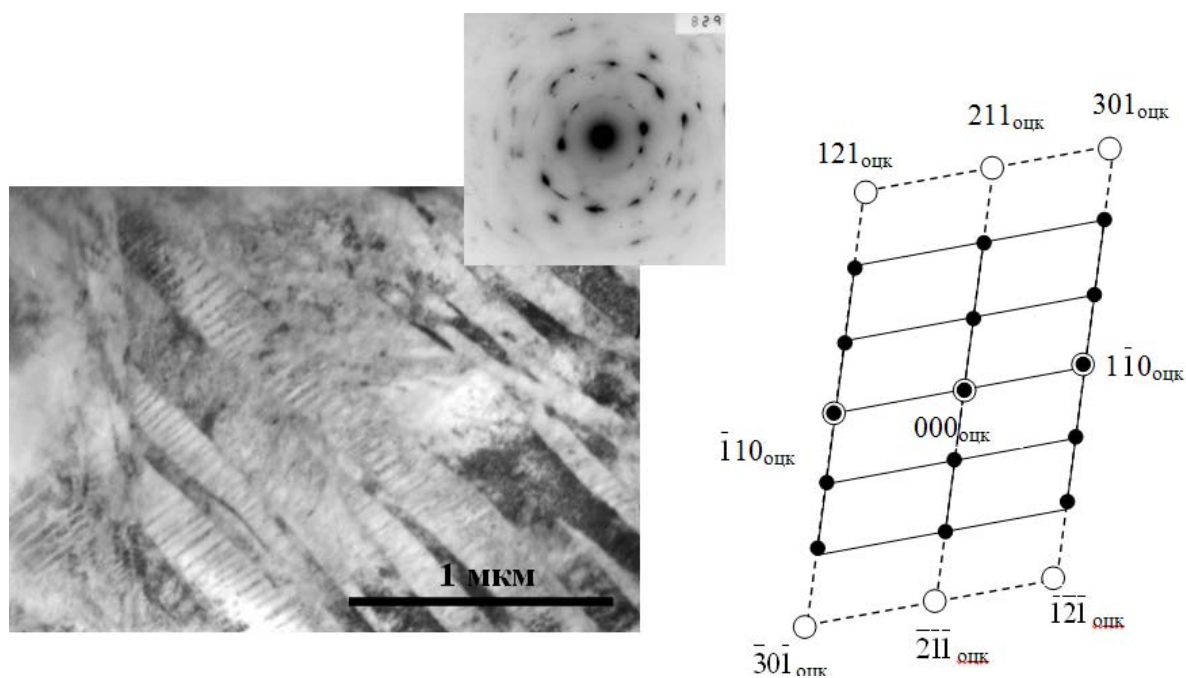
б

а – изменения периодов решетки α'' и α' -мартенсита; б – изменение параметра c/a α' -мартенсита

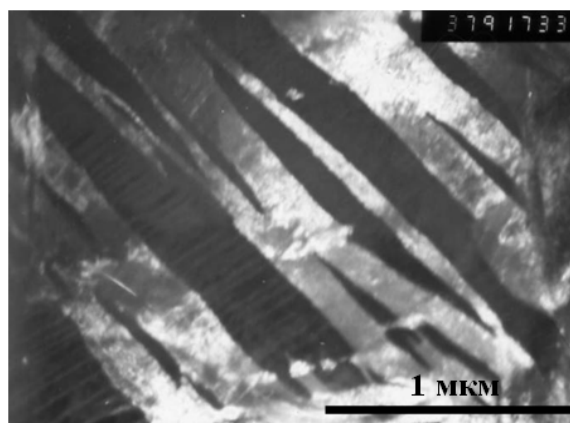
Рис. 2 Зависимость изменения периодов решеток мартенситных фаз от степени вытяжки в закаленных образцах

[illegible]

10



а



б

а – тонкая структура, микродифракционная картина и схема ее расшифровки; б – темное поле в рефlekсах $101_{орт}$;

Рис 4 Тонкая структура сплава ВТ16 после закалки и прокатки на степень вытяжки 45 %

После вытяжки 16 % на электронно-микроскопическом изображении мартенситных пластин наблюдаются вторичные двойники (рис. 3 б). Взаимоперекрещивающиеся двойники пересекают друг друга, то есть при холодной деформации сплава развивается двойникованием. Деформационные полосы, которые наблюдались при металлографических исследованиях, представляют собой последовательную цепочку двойников, пересекающих структурные составляющие – пластины. Непосредственно сами полосы могут пересекаться, образуя в местах пересечений переориентированные области,

что можно проследить по изменению контраста в местах пересечений (рис. 3 б). На рис. 3 а приведена микроструктура и расшифрованная электронограмма, которые свидетельствуют о присутствии аномальной β -фазы, которая когерентно связана с α' -мартенситом, о чем говорит характерное двоение рефлексов. На темнопольном изображении в свете рефлексов аномальной β -фазы наблюдается чередование прослоек β -фазы и α' -мартенсита. Это может в определенной степени служить подтверждением совместного образования β -фазы и α' -мартенсита в результате превращения из α'' -мартенсита.

Следует отметить, что рефлекс $(110)_\beta$ расположен ближе к центральному рефлексу, чем $(002)_\alpha$, следовательно, как отмечено выше, решетка β_a -фазы имеет аномально высокое значение периода.

В образце, деформированном с вытяжкой 45%, β_a -фаза так же фиксируется, что можно видеть при расшифровке соответствующих дифракционных картин (рис. 4 а). На них можно проследить развитие процессов, ранее описанных для образца со степенью вытяжки 16 %.

Наряду с исследованием изменения фазового состава и структуры, холоднокатаных образцов, проведено измерение твердости прутков в закаленном и деформированном состоянии (рис.5). Из рисунка видно, что максимальные значения твердости показал образец с наименьшей степенью вытяжки 9 %, наименьшее – закаленный образец. По началу кривая твердости возрастает, проходя через максимум, показывает локальный минимум при 16 % вытяжки и постепенно возрастает, но при этом твердость деформированных на максимальную степень образцов практически достигает, но не превышает твердости образца со степенью вытяжки 9 % (рис. 5).

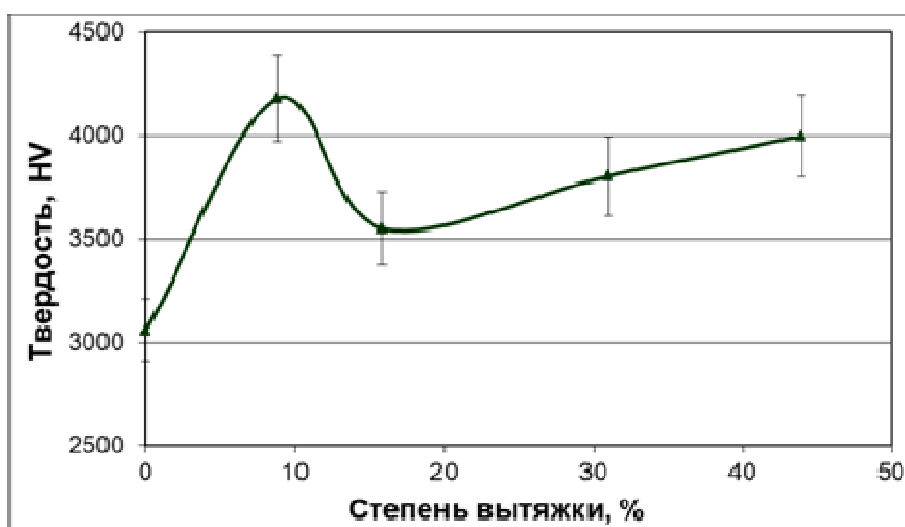


Рис. 5. Изменение твердости закаленного сплава ВТ16 от степени вытяжки

Первоначальное возрастание твердости можно связать со значительным повышением количества дефектов кристаллического строения, особенно двойников, которые обнаружены во время структурных исследований (рис. 3 б). При этом ресурс пластичности мартенсита реализован практически полностью, но решетка еще остается орторомбической, в которой отсутствуют плотноупакованные плоскости, только два плотноупакованных направления и деформация осуществляется, в основном, за счет двойникования [11]. Дальнейшее снижение твердости мы связываем с протеканием - деформационно индуцированного $\alpha'' \rightarrow \alpha' + \beta$ -превращения, при этом, из-за наличия в ГПУ решетке плотноупакованных плоскостей и направлений последующая деформация может осуществляться не только двойникованием по большому количеству систем, но и скольжением. Дальнейшее увеличение твердости связано с повышением количества дефектов, возрастанием плотности дислокаций в структуре (рис.4), а так же с ростом объемной доли β_a -фазы с аномальным периодом. Таким образом холодная деформация прокаткой заклеенного на α'' -мартенсит сплава ВТ16 способствует развитию деформационно-индуцированного $\alpha'' \rightarrow \alpha' + \beta_a$ -превращения с образованием β -фазы с аномально большим периодом. Установлена морфология продуктов превращения и показано, что увеличение степени вытяжки при холодной деформации обеспечивает более глубокое протекание деформационно-индуцированных фазовых превращений. Показана взаимосвязь протекающих превращений при холодной деформации с изменением твердости.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ, ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И КОМПЛЕКСА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ(СТАРЕНИИ)

Закаленный и холоднодеформированные образцы из сплава ВТ16 были нагреты в ячейке ДСК в инертной атмосфере аргона со скоростью 20 °/мин. до температуры 1100 °С с целью установления температурных интервалов протекания процессов распада метастабильных фаз. Кривые нагрева приведены на рис. 6.

Ход кривой ДСК закаленного от 850°С сплава и превращения, протекающие при нагреве оказался аналогичен кривой сплава, закаленного с так же 850 °С. В данном случае на кривой ДСК так же наблюдается сложной формы экзоэффект в области температур 400...600 (650) °С, образованный слиянием низкотемпературного и высокотемпературного экзоэффектов, связанных с распадом α'' -мартенсита по промежуточному и диффузионному механизму по схеме:

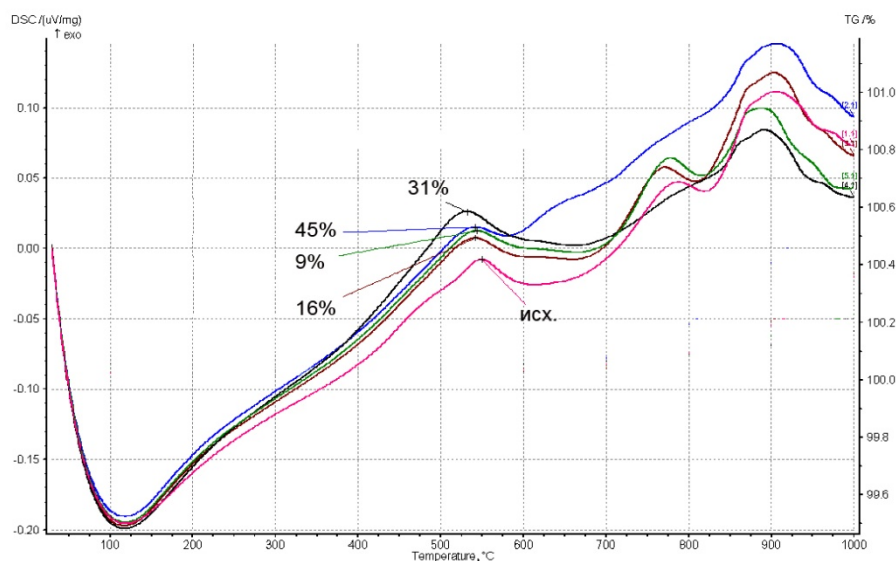
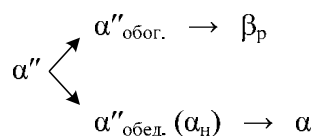


Рис. 6. Данные дифференциального термического анализа

Для холоднодеформированных образцов со степенями до 31 % не наблюдается принципиальных различий по температурным интервалам фиксируемых экзо- и эндозэффектов на кривых ДСК, характерных для закаленного образца. Основное различие связано с увеличением площади экзозэффекта по мере увеличения степени деформации, что, очевидно, связано с ускорением процессов распада метастабильных фаз под действием деформации из-за увеличения в структуре количества дефектов как точечных (которые ускоряют диффузионные процессы), так и линейных (которые облегчают процессы зарождения вторых фаз по гетерогенному механизму). Об ускорении процессов распада также свидетельствует смещение пика, связанного с диффузионным механизмом образования α -фазы в сторону меньших температур с 550 °С в закаленном состоянии до 540 (16 %) и 530 °С (31 %). Из общей зависимости влияния степени деформации на величину и форму экзозэффекта выпадает образец после холодной деформации на 45 %.

Для него характерно не увеличение площади под экзозэффектом, а наоборот, уменьшение. Кроме того и эндозэффект, связанный с обратным $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ превращением у этого образца меньше, чем у закаленного и образцов после холодной деформации на 9; 16 % и сопоставим с эндозэффектом для холоднодеформированного образца со степенью деформации 16 %.

На основании этих данных можно предположить, что причиной уменьшения экзоэффекта на кривых ДСК после деформации 45 % является уменьшение объемной доли метастабильных фаз, испытывающих превращение в интервале 400...650 °С за счет стабилизации новой β_a -фазы. Вероятнее всего, при более высоких температурах данная фаза по сути становится обычным β -твердым раствором с меньшим периодом и в результате этого эта фаза не дает вклад в тепловой эндоэффект при нагреве до $T_{\text{пл}}$, что и является причиной снижения величины этого эффекта по сравнению с образцами в которых этой фазы нет. Присутствие этой фазы в образце после прокатки с вытяжкой на 31 %, также способствует снижению эндоэффекта при нагреве, но так как объемная доля ее меньше, чем после 45 % вытяжки, то на величине экзоэффекта ее влияние практически не сказывается.

Таким образом, термический анализ исследуемых образцов показал, что холодная деформация существенным образом влияет на характер превращений при нагреве. Процессы старения, связанные с распадом метастабильных фаз, наиболее активно протекают в температурном интервале 400...650 °С с максимумом вблизи 550 °С.

Влияние температурно-временных параметров отпуска (старения) на фазовый состав и свойства сплава после закалки и холодной деформации

Из анализа литературных источников [12-15], можно предположить, что характер распада и эффект упрочнения при отпуске (старении) будет меняться с увеличением степени вытяжки сплава. В связи с этим, был проведен РСФА деформированного сплава для изучения особенностей формирования фазового состава при отпуске.

Дифрактограммы образцов из закаленного сплава после старения (отпуска) при 450°С представлены на рис. 7...9. Сравнительный анализ дифрактограмм сплава после выдержки в течение 0,5...3 ч минут показывает, что распад α'' -мартенсита идет по схеме $\alpha'' \rightarrow \alpha_n + \beta$. Об этом свидетельствует появление на дифрактограмме максимумов на углах соответствующих β и α – фазам. Линии β и α фаз достаточно размазаны и положения их не соответствуют равновесным. Следует отметить, что распад идет не до конца, так как на дифрактограммах сохраняется большая объемная доля ромбической α'' -фазы. Это может свидетельствовать о промежуточном механизме превращения. Анализ дифрактограмм холоднодеформированных сплавов после старения (рис. 7, 8) показал, что с увеличением

степени деформации процессы распада мартенсита с выделением α и β фаз ускоряются. Об этом свидетельствует рост параметра c/a с увеличением

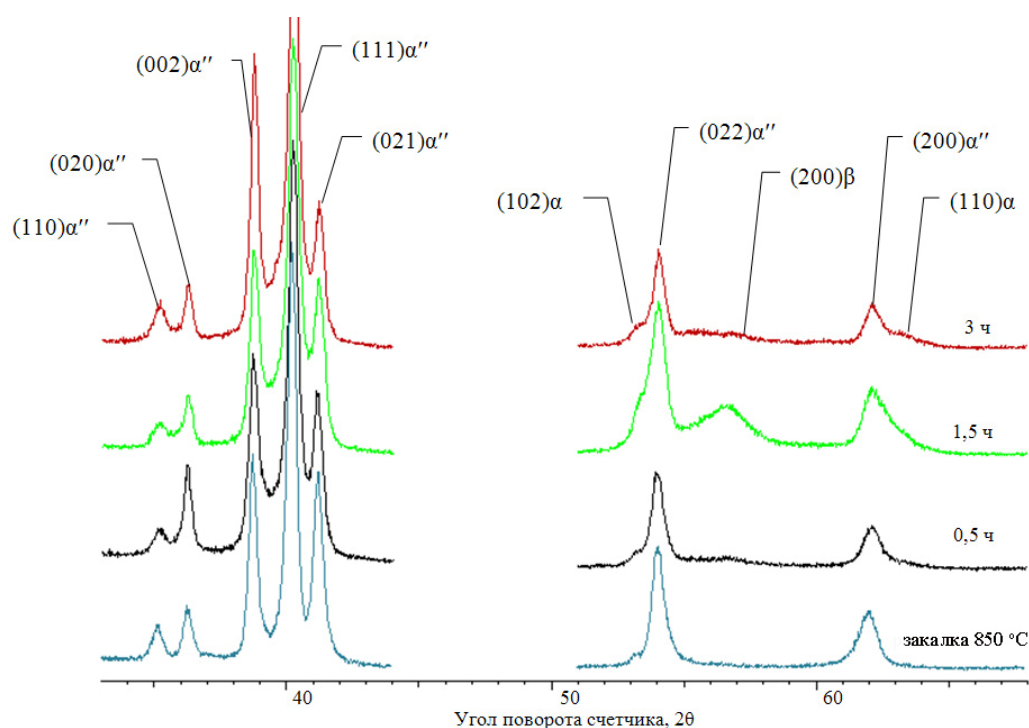


Рис. 7. Дифрактограммы недеформированных образцов после отпуска при 450 °C

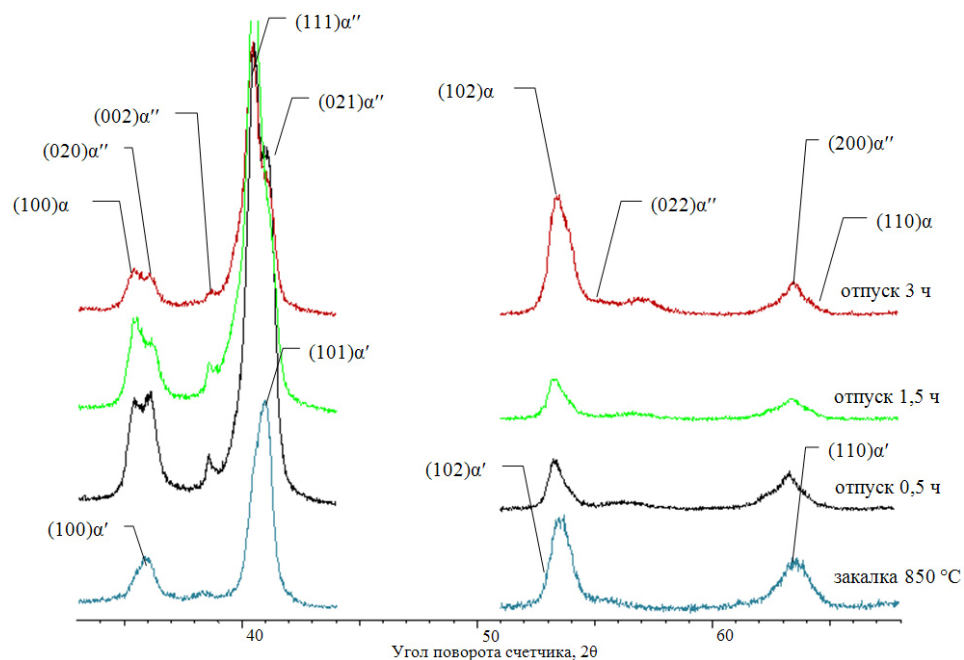


Рис. 8. Дифрактограммы образцов после деформации на 16 % и отпуска при 450 °C

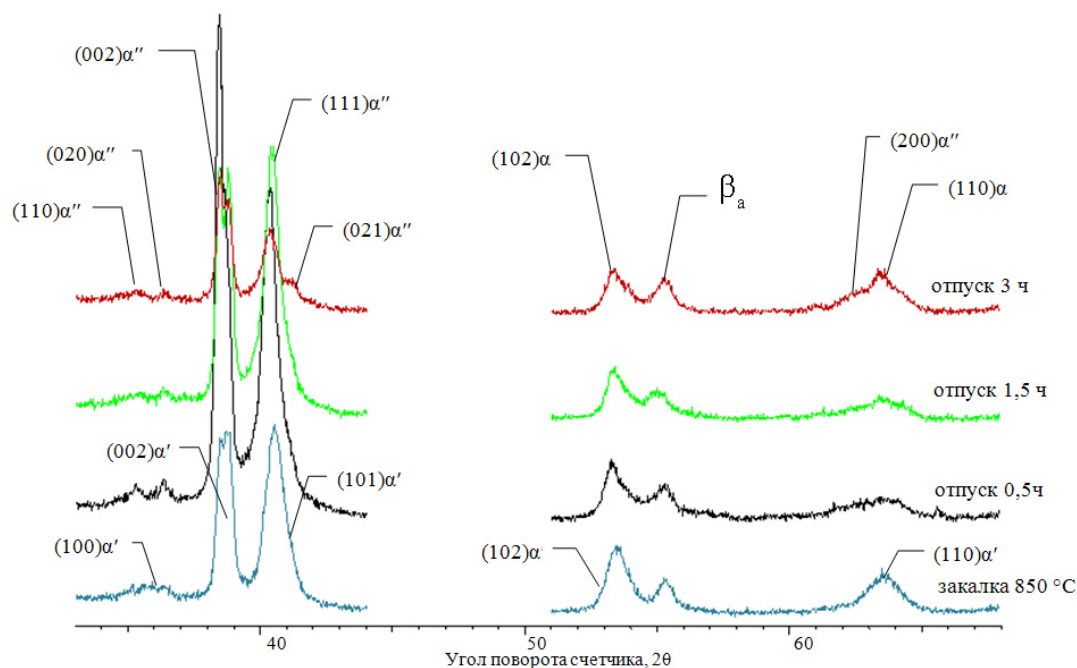


Рис. 9 Диффрактограммы образцов после деформации на 45 % и отпуска при 450°C

степени деформации в ходе отпуска (рис. 10). Ускорение процессов распада с увеличением степени холодной деформации при отпуске, на наш взгляд, связано с повышением дефектности структуры, частичным дроблением пластин мартенсита, что и способствует ускорению диффузионных процессов. При этом образовавшаяся в ходе деформации аномальная β_a -фаза практически не претерпевает превращений при нагреве до 450°C и выдержках до 3 часов.

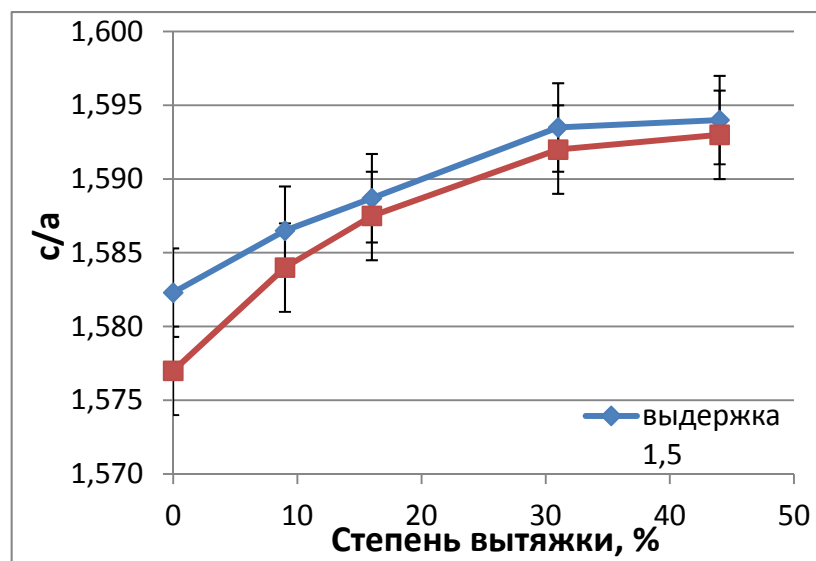
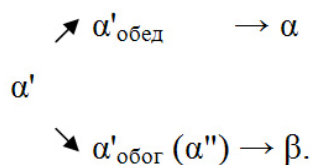
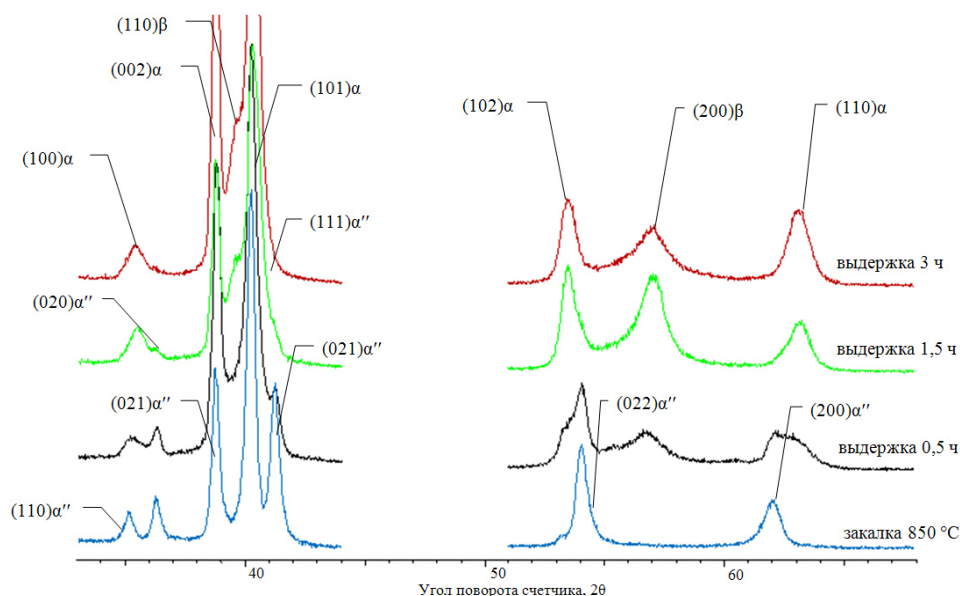


Рис. 10 Зависимость изменения отношения периодов решетки α – фазы от степени деформации в образцах после отпуска при 450 °C

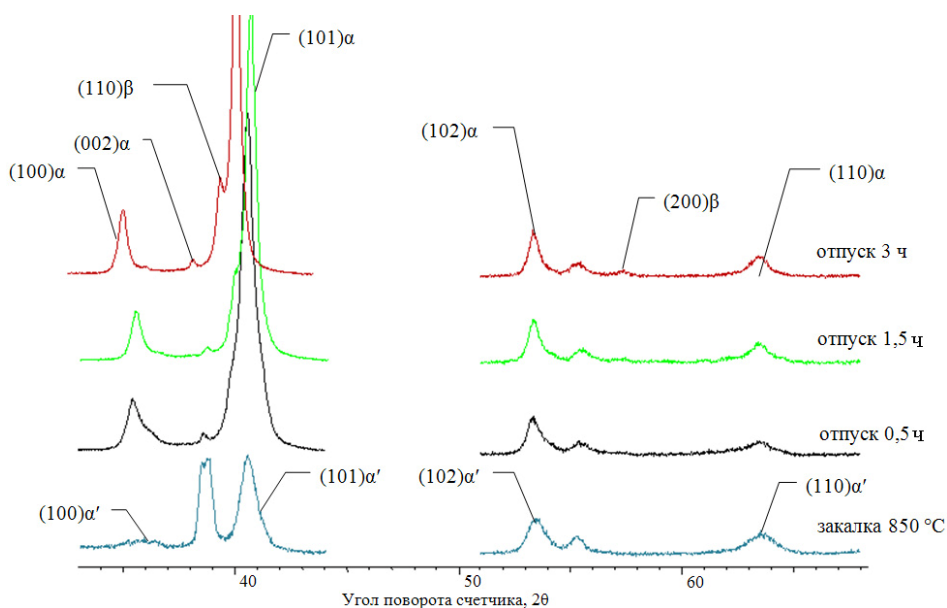
Следует отметить, что, так как холодная деформация способствует трансформации α'' – мартенсит в α' , то, начиная с вытяжки 16 %, несколько меняется схема распада:



Анализ дифрактограмм сплава после отпуска при 500 °С показал (рис. 11 а, б), что повышение температуры отпуска с 450 до 500 °С способствуют более активному протеканию процессов распада метастабильных фаз. Например, в закаленном сплаве уже после полуторачасовой выдержке отдельно не фиксируется линии α'' – фазы и в



а-недеформированный



б-деформация 45%

Рис. 11 Дифрактограммы образцов после отпуска при 500 °С

структуре присутствуют преимущественно α и β -фазы (рис. 11а). В тоже время линии α и β -фаз и после 180 минутной выдержки достаточно уширены и имеют несимметричную форму с затыгами в областях, где располагаются линии α'' -фазы. То есть при температуре 500 °С вплоть до трехчасовой выдержке распад α'' -мартенсита не доходит и может как и при 450 °С носить черты промежуточного превращения. Частично об этом может свидетельствовать и большое уширение линий α и β -фаз, которое может быть связано с высокими упругими напряжениями, возникающими при промежуточном превращении.

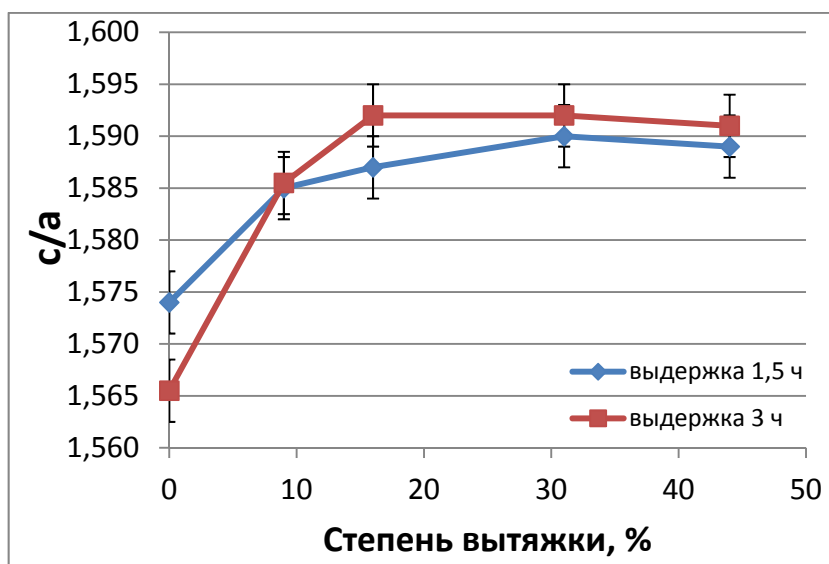


Рис. 12. Зависимость изменения отношения периодов решетки α – фазы от степени деформации в образцах после отпуска при 500 °С

Как и в случае отпуска при 450 °С, холодная деформация активизирует процессы распада метастабильных фаз при температуре 500 °С. Это наглядно показывает, как увеличение параметра c/a (рис. 12) и уменьшение уширения линий α -фазы (рис. 13), выделяющейся при температуре 500 °С, так и уменьшение интенсивности линий аномального β -твердого раствора по мере увеличения выдержки, что не наблюдали при 450°С.

Активизация диффузионных процессов способствует формированию при старении более сильнодеформированных сплавов ($\alpha+\beta$)-состояния, приближающегося к равновесному. В этом случае α -фаза обогащается по α -стабилизатору – алюминию и обедняется β -стабилизаторами – ванадием и молибденом, в результате чего происходит увеличение соотношения периодов ГПУ решетки – c/a в α – фазе. Следует отметить, что наиболее полно эти процессы реализуются по мере увеличения длительности выдержки с 0,5 до 3 часов. Об этом свидетельствует более высокие значения c/a при трехчасовой выдержке. В тоже время при выдержке 0,5 часа распад метастабильных фаз не доходит до

образования достаточно равновесных α и β -фаз, а идет через формирование α'' -фазы с ромбической решеткой, у которой степень ромбичности понижается с увеличением степени деформации по крайней мере до 16 % (рис. 14).

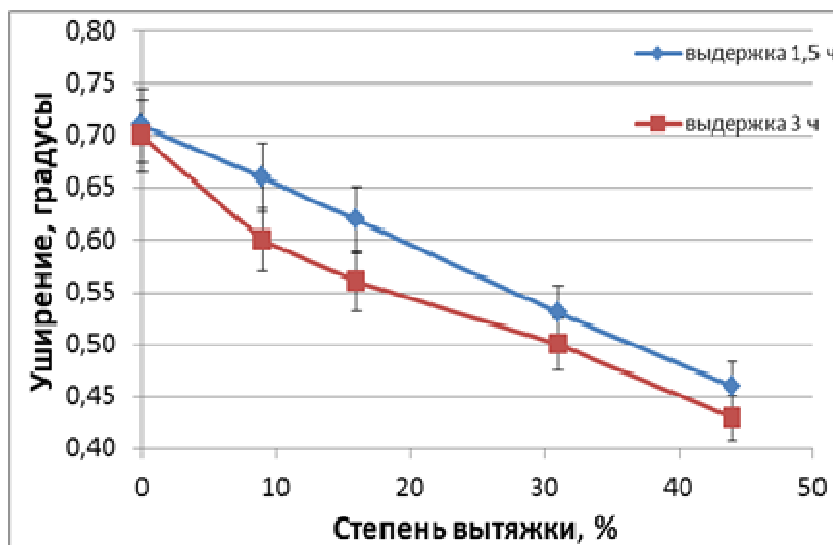


Рис. 13. Зависимость уширения линии $(100)_{\alpha}$ на дифрактограмме от степени деформации в образцах после отпуска при 500 °C

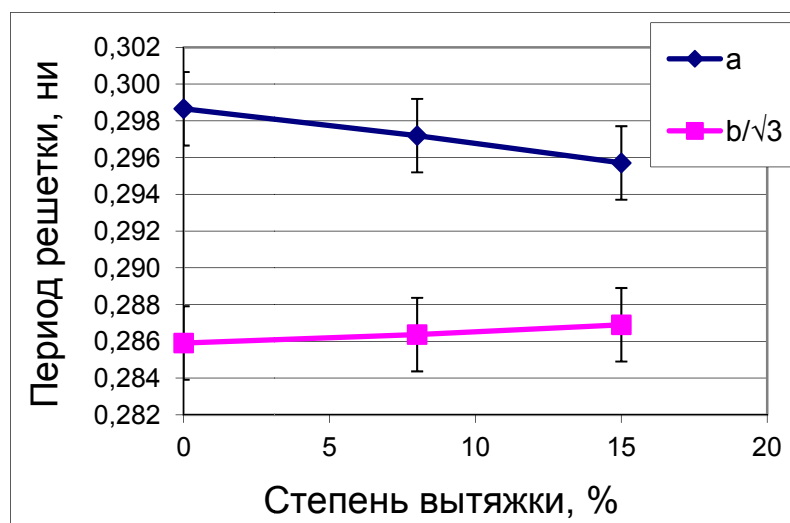


Рис. 14. Изменение периодов решетки α'' -мартенсита после отпуска при 500 °C и времени выдержки 0,5 часа со степенью холодной деформации

Анализ дифрактограмм сплава после отпуска при 550 °C показал, что повышение температуры старения с 500 до 550 °C способствует дальнейшей активизации диффузионных процессов, обеспечивая, в отличие от старения при 500 °C, уже после

получасовой выдержки появление на дифрактограммах линий α и β – фаз как в закаленном, так и в холоднодеформированных сплавах.

Увеличение степени холодной деформации, как и при рассмотренных выше температурах отпуска, способствует ускорению протекания процессов распада. Об этом свидетельствует как увеличение параметра c/a при отпуске с повышением степени холодной деформации (рис. 15) так и уменьшение периода β твердого раствора a_β (рис. 16).

Следует отметить, что аналогичные зависимости наблюдали и при 500 °С, но после отпуска (старения) при 550 °С формируются более равновесные продукты распада, так как полученные значения c/a выше, а уширение α -линий меньше, чем после отпуска при 500 °С. образцах после отпуска при 550 °С

Кроме того после отпуска при 550 °С значительно выше интенсивность линий β -фазы, чем при 500 °С.

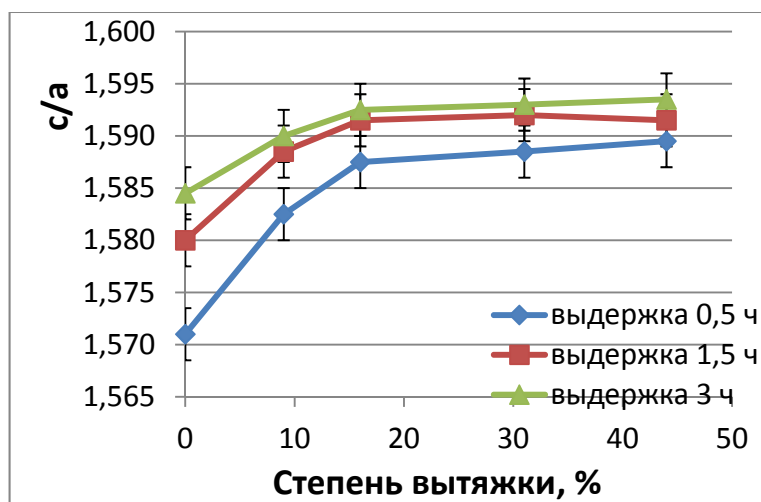


Рис. 15. Зависимость изменения отношения периодов решетки α – фазы от степени деформации в образцах после старения при 550 °С

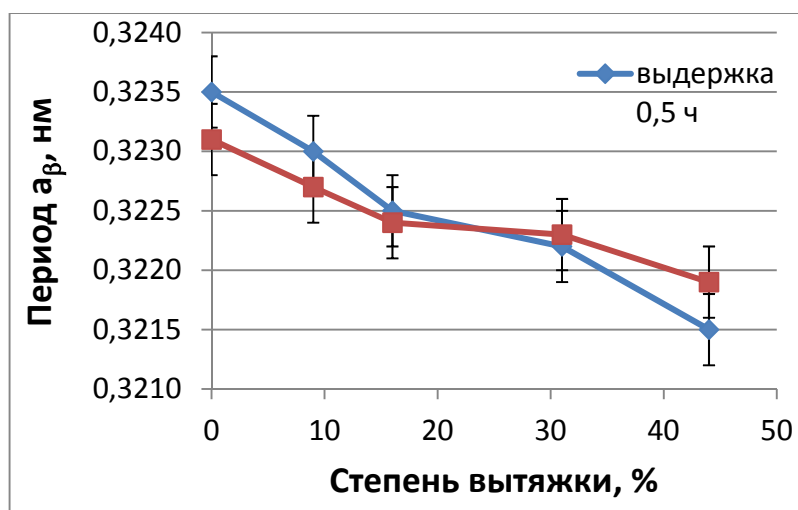
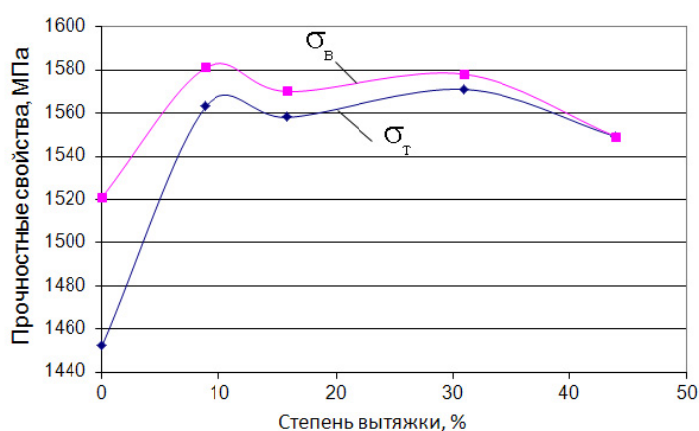


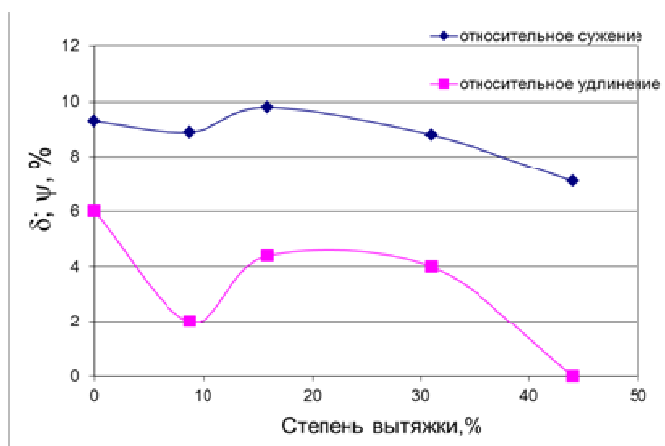
Рис. 16. Зависимость периода решетки β -фазы от степени вытяжки в

Таким образом, при старении 550 °С распад метастабильных фаз идет преимущественно по диффузионному механизму с образованием α и β -фаз и в деформированных образцах этот процесс ускоряется по мере повышения степени деформации.

Как видно из представленных данных по механическим свойствам (рис. 17) после отпуска при 500 °С в течение 3 часов все образцы имеют высокую прочность $\sigma_{0,2} > 1450$ МПа, $\sigma_B > 1500$ МПа, но очень низкую пластичность $\delta < 5$ %, $\psi = 7,5...10$ %,. Следует отметить, что в этом случае уровень прочностных характеристик образцов после отпуска практически не зависит от степени холодной деформации в интервале 9...31 % и снижается при холодной деформации 45 % по причине разрушения практически в упругой области.



а



б

а – прочностные свойства, б – пластические свойства

Рис. 17. Изменение механических свойств сплава в зависимости от степени вытяжки деформированных образцов после отпуска при 500 °С и выдержки 3 часа

На гистограмме (рис. 18) представлены характеристики сплава, подвергнутого УТО с промежуточной холодной деформацией после отпуска в течении 24 часов.

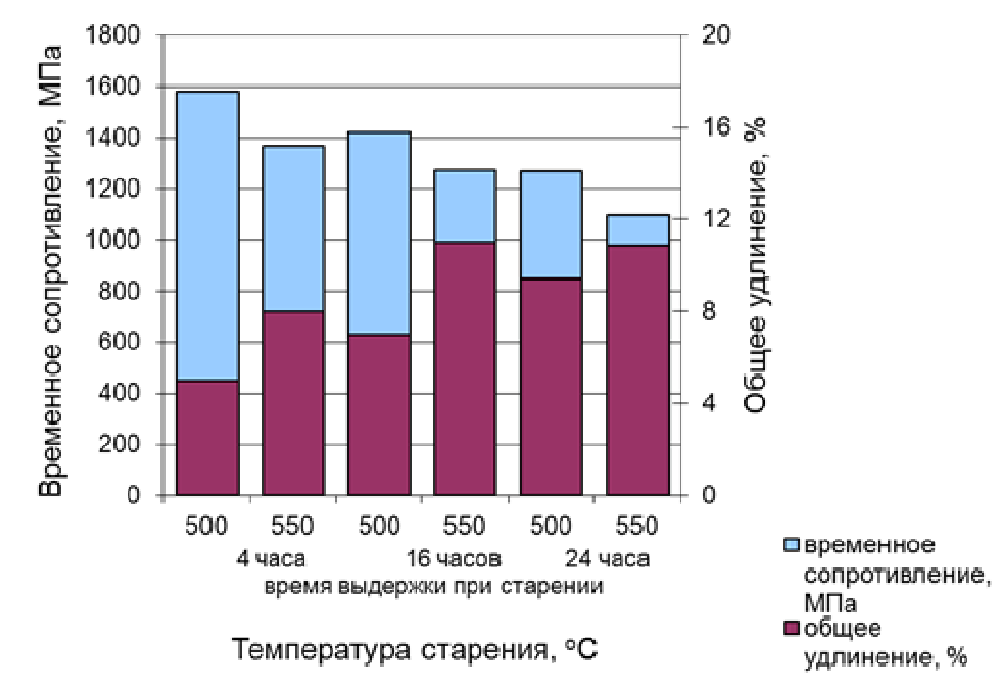


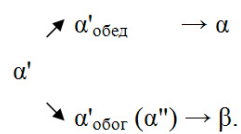
Рис. 18. Изменение механических свойств закаленного сплава VT16, в зависимости от температуры и продолжительности отпуска (старения)

Полученные характеристики близки к значениям механических свойств в сплаве после УТО без холодной деформации [17] и, поэтому считаем возможным проведение отпуска (старения) в деформированном состоянии. Но при данной температуре отпуска время выдержки должно быть не менее 16 ч, т.к. при меньших временах выдержки сплав сильно охрупчивается, что недопустимо для эксплуатации конечных изделий.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведено комплексное исследование структуры закаленного на α'' -мартенсит и деформированного на разные степени полуфабриката из сплава ВТ16. Показано, что по мере накопления деформации происходит деформационно-индуцированный переход α'' -мартенсита в α' -мартенсит. Определено, что минимальная степень деформации необходимая для такого перехода составляет 16 %. При 16% деформации обнаружено появление β -фазы с ОЦК решеткой с периодом около 0,33 нм. При увеличении степени деформации интенсивность дифракционных линий от обнаруженной β -фазы увеличивается.

2. Отпуск закаленных образцов в интервале 450...550 °С в течение 30...180 минут обеспечивает протекание распада α'' мартенсита по промежуточному механизму с образованием α_n – фазы с ромбическими искажениями при 450 С. При повышении температуры до 550 С происходит смена механизмов распада на диффузионный с выделением α' – фазы с ГПУ решеткой. Проведение холодной деформации перед отпуском приводит к смене схемы распада при отпуске:



3. Показано, что проведение отпуска при 500 °С в течение 180 минут обеспечивает формирование высокопрочного состояния как в закаленных, так и холоднодеформированных образцах с $\sigma_{0,2} > 1450$ МПа, $\sigma_b > 1500$ МПа за счет выделения высокодисперсных продуктов распада. С увеличением степени холодной деформации наблюдается снижение пластических свойств состаренных образцов.

Предложен вариант низкотемпературной термической обработки, обеспечивающий упрочнение холоднодеформированных полуфабрикатов из титанового сплава ВТ16. В диапазоне степеней холодной деформации 16...45 % наиболее оптимальным является старение при 500 °С, продолжительностью 16...24 ч.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Мальцев М.В. Фазовые превращения в титановом сплаве ВТ16 при деформации. ФММ, 1990, с. 97-103.
2. Мальцев М. В. Влияние вида деформации на распад метастабильной β -фазы в сплаве ВТ16. Физика металлов и металловедение. 1976, с 1225 – 1231.
3. Елкина О.А., Иванов М.Б., Макаров В.В. и др. О создании наноструктурных состояний в метастабильных сплавах типа ВТ16. В трудах III всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО-2009», 2009, с. 433-434.
4. Панин П.В., Дзунович Д.А., Гвоздева О.Н. Влияние холодной пластической деформации на текстурообразование в листовых полуфабрикатах из титанового сплава ВТ16 // Изв. Вузов. Черная металлургия. М.: МИСиС. 2005, №1, с. 81.
5. Мальцев М.В. Влияние вида деформации на распад α'' – мартенсита в сплаве ВТ16. Цветные металлы. 1977, № 1, с. 68 – 70.
6. Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я. и др. Металлография титановых сплавов /. М.: Металлургия, 1980. 464 с.
7. Бабарэко А. А. Кристаллогеометрические особенности мартенситных превращений в сплавах титана. ФММ, 1985, т. 60, вып. 3, с. 571-578.
8. Попов А.А. Структура и свойства титановых сплавов. Ч1.. УГТУ-УПИ. 2008. с. 138.
9. Фазовые превращения при нагреве титановых сплавов с метастабильной структурой / Г.Г. Федотов и др. – В кн.: Титан. Металловедение и технология: Тр.III междунар. конф. по титану, Москва, 1978, т. 2, с. 533-540.
10. Моисеев В.Н. Мартенситные превращения при деформации в титановых сплавах с метастабильной β -фазой /В.Н. Моисеев // МиТОМ. 1972. №5. с. 18...23.
11. Гриднев В. М., Ивасишин О. М., Ошкадеров С. П. Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. Киев: Наукова думка, 1986. 240 с.
12. Мальцев М.В. Исследование старения закаленного сплава ВТ16. – Тр. Горковского политехн. Ин-та, 1973, т.29. № 18, с. 53-57.
13. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 92 с.
14. Попов А.А., Илларионов А.Г, Демаков С.Л. и др. Влияние параметров термообработки на структурные и фазовые превращения в $(\alpha+\beta)$ -титановом сплаве, подвергнутом термомеханическому воздействию. ФММ, 2009, вып. 6, с. 1-7.